



Influence du modèle de comportement rhéologique sur la prédiction de la formabilité d'un alliage d'aluminium sous sollicitations dynamiques

Xingrong Chu, Lionel Leotoing, Dominique Guines, Eric Ragneau

► To cite this version:

Xingrong Chu, Lionel Leotoing, Dominique Guines, Eric Ragneau. Influence du modèle de comportement rhéologique sur la prédiction de la formabilité d'un alliage d'aluminium sous sollicitations dynamiques. Matériaux 2010, Oct 2010, Nantes, France. pp.1-8. hal-00938590

HAL Id: hal-00938590

<https://hal.science/hal-00938590>

Submitted on 29 Jan 2014

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Influence du modèle de comportement rhéologique sur la prédiction de la formabilité d'un alliage d'aluminium sous sollicitations dynamiques

CHU Xingrong^a, LEOTOING Lionel^a, GUINES Dominique^a, RAGNEAU Eric^a

^a Université Européenne de Bretagne, France, INSA-LGCGM – EA3913
lionel.leotoing@insa-rennes.fr

RESUME:

L'optimisation des procédés de mise en forme des tôles requière une connaissance précise du comportement mécanique des matériaux aux conditions (température, vitesse de déformation, ...) réellement rencontrées lors de leur mise en œuvre. L'objectif premier de ce travail est de proposer un modèle prédictif fiable capable de tracer des courbes limites de formage (CLF) quelles que soient les conditions opératoires rencontrées dans le procédé. Le modèle utilisé est basé sur le modèle analytique de Marciniak-Kuczynski, associé à une formulation par éléments finis. Ce modèle est calibré à partir d'un seul essai de traction réalisé suivant les mêmes conditions de vitesse et de température. Il est montré que la phase d'identification et de choix du comportement du matériau (loi d'écrouissage, critère de plasticité) s'avère primordiale pour un tracé précis de la CLF. La procédure est appliquée sur un alliage d'aluminium 5086 pour deux conditions différentes de température et de vitesse de déformation.

MOTS-CLES : *Formabilité, Modèle M-K, alliage d'aluminium, vitesse de déformation, température*

1 – Introduction

Les procédés de mise en forme des tôles métalliques sont largement utilisés dans le cycle de production de biens d'équipement très divers. Néanmoins, l'utilisation de ces procédés est limitée par le niveau de formabilité du matériau formé, surtout pour les alliages d'aluminium qui présentent généralement une formabilité inférieure à celle des aciers. Ce niveau de formabilité est classiquement estimé à partir du tracé des Courbes Limites de Formage (CLF). Parmi ces matériaux, le comportement mécanique de certains d'entre eux présente une sensibilité notable à la vitesse de déformation, variable suivant leur température de mise en œuvre. Ainsi, les vitesses de déformation rencontrées dans certains procédés (emboutissage, hydroformage, ...) peuvent avoir une influence significative sur le niveau de formabilité atteint. Bien que cet effet soit reconnu par de nombreux auteurs ([1], [2]), la difficulté de mise en œuvre de dispositifs expérimentaux de caractérisation dynamique des CLF limite l'obtention de bases expérimentales fiables. De plus, peu de modèles prédictifs du niveau de formabilité, qu'ils soient analytiques ou numériques, intègrent ce paramètre et surtout proposent une corrélation avec des résultats expérimentaux.

Beaucoup de modèles analytiques et prédictifs des limites de formabilité sont basés sur le modèle classique de Marciniak et Kuczynski (M-K) [3]. Ce modèle consiste à incorporer un défaut géométrique dans l'épaisseur d'une plaque afin de favoriser l'apparition d'une striction localisée. L'inconvénient majeur de ce modèle réside dans la grande sensibilité des résultats vis-à-vis de la valeur de ce défaut. Une phase de calibration du modèle est donc indispensable. De plus, une utilisation simple du modèle M-K est généralement conditionnée par la prise en compte de comportements élasto-plastiques simplistes, pas toujours représentatifs du comportement du matériau étudié [4]. L'une des premières études dans laquelle on trouve une prise en compte de la vitesse de déformation dans le modèle M-K est celle de Hutchinson *et al* [5], suivie d'études complémentaires ([6], [7]) dans lesquelles la modélisation du comportement du matériau est améliorée par l'introduction de critères de plasticité plus appropriés. Cependant, ces résultats ne sont pas très représentatifs de l'aptitude à la formabilité des matériaux traités sur une gamme de vitesses de déformation donnée.

Les limitations intrinsèques des modèles analytiques classiques ont naturellement orienté le développement des modèles prédictifs vers des formulations plus riches, capables de modéliser des comportements élasto-viscoplastiques plus réalistes. La méthode des éléments finis (EF) est de plus en plus utilisée dans ce domaine et s'avère assez efficace pour détecter l'apparition d'une striction localisée [8].

Néanmoins, l'utilisation de cette technique nécessite la mise en place d'un critère fiable pour détecter l'apparition de la striction [9] et l'utilisation d'une loi d'écrouissage identifiée pour des hauts niveaux de déformation. En effet, nous verrons ci-après que le choix du comportement élastoplastique et la précision d'identification des paramètres comportementaux sont des critères prépondérants quant à la validité des déformations limites numériques. De plus, pour la plupart des essais standards, comme pour l'essai de traction uniaxiale, la description de la loi d'écrouissage est uniquement possible sur une plage de déformation assez restreinte [10]. D'où l'utilité de développer des essais plus adaptés, comme l'essai de traction biaxiale [11], capable d'atteindre des niveaux de déformation plus élevés.

Le modèle prédictif de tracé des CLF utilisé dans cette étude est donc basé sur une formulation par éléments finis (EF). Après une brève description de ce modèle, une comparaison de courbes limites de formage tracées pour différentes lois d'écrouissage et critères de plasticité, identifiés pour un alliage d'aluminium 5086, est présentée pour des conditions de sollicitations quasi-statiques. Cette première comparaison montre à quel point la phase d'identification du comportement élastoplastique du matériau est primordiale pour une estimation précise de la formabilité. Ce point est d'autant plus vrai sous sollicitations dynamiques pour lesquelles s'ajoute la difficulté de mesurer des grandeurs globales ou locales correctement exploitables lors de la phase d'identification. Nous verrons, enfin, grâce à un premier tracé de CLF que les effets de la température et de la vitesse de déformation sur la formabilité de ce type d'alliage ne peuvent pas être négligés.

2 – Modèle prédictif des CLF

Le modèle numérique développé s'appuie donc sur le modèle classique de Marciniak et Kuczynski, dans lequel on retrouve une zone d'imperfection (zone b) (Figure 1) dont l'épaisseur e_B est définie à partir de l'épaisseur e_A de la zone homogène (zone A) et du rapport d'imperfection $f_0 = e_B/e_A$.

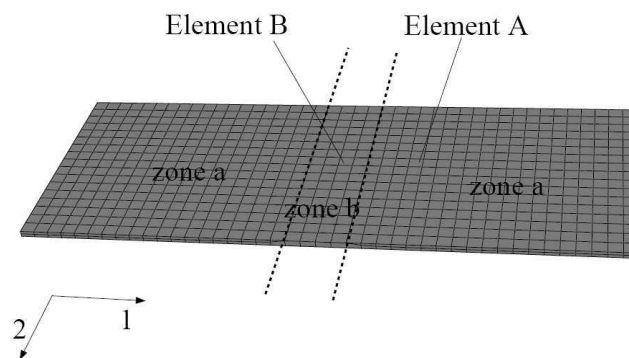


Figure 1 : Modélisation EF du modèle de Marciniak et Kuczynski

L'orientation principale du défaut est supposée perpendiculaire à la direction 1 du modèle. La modélisation volumique de la plaque, construite à partir d'éléments hexaèdres à 8 nœuds, est réalisée sous ABAQUS. L'utilisation de la sous-routine UHARD permet de simuler différents types de lois d'écrouissage. Le modèle est piloté en déplacements (u et v , Figure 2), le rapport de ces deux déplacements permet de faire varier le chemin de déformation et de parcourir ainsi toute la courbe limite de formage.

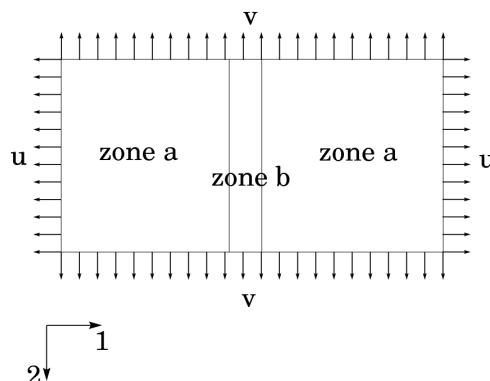


Figure 2 : Déplacements imposés sur le modèle M-K

Afin de comparer les états de déformation dans les zones a et b, deux éléments de référence sont choisis (Eléments A et B sur Figure 1). Compte tenu de l'épaisseur réduite de la zone b, par rapport à celle de la zone a, une localisation des déformations est observée au centre de la plaque. Cette localisation apparaît clairement au bout d'un certain temps comme le montre l'exemple de la Figure 3.

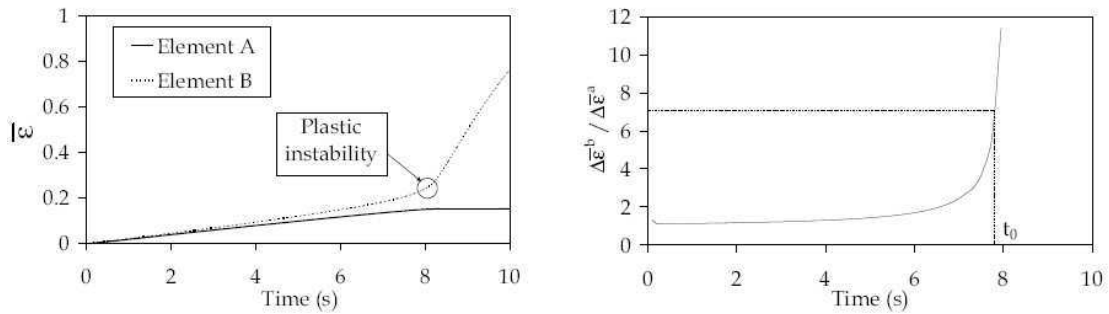


Figure 3 : Evolution des déformations équivalentes pour les éléments A et B

En effet, la Figure 3 montre une évolution proche des déformations équivalentes pour les éléments A et B au début de la simulation puis une divergence assez rapide pour un temps voisin de 8 s pour cet exemple. Ainsi, l'apparition de la striction est détectée à partir du tracé du rapport des incréments de déformations équivalentes pour les éléments A et B. Lorsque ce rapport dépasse la valeur critique de 7 [4], l'état de déformation dans la zone a, associé à un chemin de déformation, est retenu pour calculer les déformations majeures et mineures sur la courbe limite de formage. Cette méthode sera illustrée dans la partie suivante dans laquelle différentes courbes limites de formage sont tracées pour un alliage d'aluminium.

3 – Influence du comportement élastoplastique identifié

L'alliage d'aluminium utilisé pour cette étude est un 5086. Sa bonne aptitude à la mise en forme justifie son utilisation dans différents procédés, essentiellement dans les domaines de la marine et de l'aéronautique.

Afin d'implémenter le comportement élastoplastique de cet alliage dans le modèle EF, deux moyens de caractérisation différents sont exploités. Le premier consiste à utiliser un essai de traction uniaxiale classique à partir d'une éprouvette à section variable [12] et le deuxième, un essai de traction biaxiale sur éprouvette cruciforme [11]. Pour ces différents essais, plusieurs comportements sont identifiés. Le premier est basé sur une loi d'écrouissage de type Ludwick (Eq. 1) associée à un critère de plasticité isotrope de von Mises pour l'essai uniaxial et à un critère de plasticité anisotrope de Hill (Hill48) pour le cas de l'essai biaxial. Le second s'appuie sur une loi de type Voce (Eq. 2) associée aux mêmes critères de plasticité. Les équations (1) et (2) font intervenir la contrainte équivalente $\bar{\sigma}$ au sens de von Mises, la déformation équivalente plastique $\bar{\epsilon}$ et cinq constantes (K, Q, B, C et n) associées au comportement du matériau.

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + K\bar{\epsilon}^n \quad (1)$$

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + Q(1 - e^{(-B\bar{\epsilon})}) + C\bar{\epsilon} \quad (2)$$

L'identification des paramètres rhéologiques est réalisée par analyse inverse, à partir d'une modélisation par EF des deux essais et de l'utilisation d'algorithmes d'optimisation (Logiciel ModeFrontier). Les données observables des essais sont la mesure de la force sur chaque axe de traction et la mesure du déplacement en différents points, grâce à une mesure locale du champ de déplacement (technique de suivi de marqueurs). Comme mentionné ci-dessus, un critère de plasticité anisotrope sera identifié pour l'essai biaxial. Le critère de Hill48 est choisi pour sa simplicité mais également pour sa relative aptitude à modéliser l'anisotropie de ce matériau. Ce critère est classiquement défini par ses constantes F, G, H, L, M et N. Les tableaux ci-dessous (Tableau 1 et Tableau 2) reprennent les valeurs identifiées pour des essais menés à température ambiante et pour des sollicitations quasi-statiques avec une vitesse par axe de l'ordre de 1mm/s.

	Traction Uniaxiale	Traction Biaxiale
σ_0 (MPa)	123.89	137.98
K (MPa)	494.08	580.03
n	0.476	0.530
F	0.5	0.7598
G	0.5	0.6761
H	0.5	0.3239
L	1.5	1.5
M	1.5	1.5
N	1.5	1.3662

Tableau 1 : Constantes identifiées pour une loi d'écrouissage de type Ludwick (Eq. 1)

	Traction Uniaxiale	Traction Biaxiale
σ_0 (MPa)	135.43	135
Q (MPa)	120.57	112.32
B	26.71	33.81
C (MPa)	421.42	426.13
F	0.5	0.6654
G	0.5	0.6613
H	0.5	0.3387
L	1.5	1.5
M	1.5	1.5
N	1.5	1.2458

Tableau 2 : Constantes identifiées pour une loi d'écrouissage de type Voce (Eq. 2)

L'essai de traction biaxiale s'est avéré suffisamment riche pour identifier à la fois la courbe d'écrouissage du matériau mais également son critère de plasticité.

Comme évoqué précédemment, le calcul du niveau de formabilité est fortement dépendant de la valeur du défaut géométrique du modèle M-K (rapport f_0). Il reste donc à identifier, pour chaque comportement élastoplastique, la valeur de ce défaut. La détermination de la valeur du défaut est réalisée à partir d'une mesure expérimentale des déformations limites obtenue pour un essai de traction simple sur éprouvette à section variable [12]. Cette mesure correspond à un point de la courbe limite de formage, les coordonnées de ce point sont données par le tableau 3 pour les conditions d'essai considérées :

Déformation mineure	Déformation majeure
-0.081	0.298

Tableau 3 : Déformations limites expérimentales obtenues sur éprouvette uniaxiale à section variable

La valeur des défauts obtenue pour les quatre configurations est donnée par le tableau 4. Ces valeurs restent assez proches pour les quatre configurations mais elles doivent néanmoins être déterminées avec précision compte tenu de leur effet sur le niveau des CLF.

Comportement élastoplastique	f_0
Essai uniaxial (Ludwick + von Mises)	0.954
Essai uniaxial (Voce + von Mises)	0.923
Essai biaxial (Ludwick + Hill48)	0.943
Essai biaxial (Voce + Hill48)	0.931

Tableau 4 : Défauts f_0 identifiés pour les quatre types de comportement étudiés

La valeur du défaut identifiée, associée à son comportement élastoplastique, permet donc de tracer une courbe limite de formage numérique complète. La Figure 4 propose une comparaison des CLF obtenues à partir des quatre comportements élastoplastiques considérés.

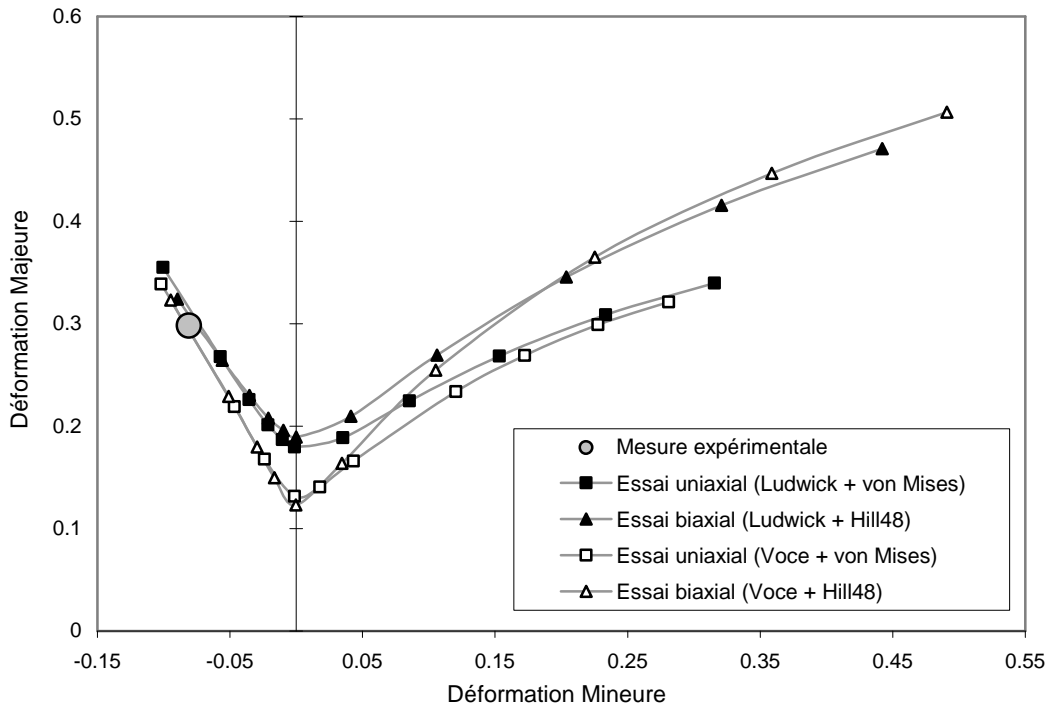


Figure 4 : Comparaison des CLF numériques pour les quatre types de comportement testés

Bien que les quatre courbes limites de formage soient calibrées sur la même mesure expérimentale, on observe nettement l'influence du type de comportement élastoplastique implémenté dans le modèle EF sur la forme et le niveau des CLF. Pour une déformation mineure nulle, la loi de Voce sous-estime fortement la formabilité par rapport à une loi de type Ludwick. La zone de rétreint (déformations mineures négatives) est finalement assez peu sensible au type de comportement. Par contre, pour la zone d'expansion, on observe une influence très nette du critère de plasticité. Quelle que soit la loi d'écrouissage choisie, l'utilisation du critère de von Mises conduit à une sous-estimation notable de la formabilité.

Cet exemple montre combien il est délicat de construire un outil prédictif des CLF. La phase d'identification du comportement élastoplastique du matériau doit être menée avec précaution et précision afin de définir une loi d'écrouissage et un critère de plasticité adaptés. Néanmoins, l'utilisation d'un point de mesure expérimentale permet de fiabiliser la procédure et peut éviter ainsi des campagnes d'essais longues et fastidieuses pour tracer une CLF expérimentale complète. La simplicité d'utilisation du modèle permet d'introduire les effets de paramètres process et de prendre en compte des comportements plus complexes. Ce point est illustré dans la partie suivante dans laquelle les effets de la température et de la vitesse de déformation seront considérés grâce à une formulation générale du comportement elasto-viscoplastique du même alliage d'aluminium 5086.

4 – Identification du comportement viscoplastique

Des essais de traction uniaxiale sur éprouvettes à section variable ont été menés sur cet alliage d'aluminium sur une large plage de température (de 20 à 350°C) et pour différentes vitesses d'essai (d de 10 à 1000 mm/s) [12]. Pour des températures élevées et pour des niveaux de vitesse de déformation non négligeables, le comportement mécanique de ce type d'alliage résulte d'un équilibre entre adoucissement thermique et renforcement de l'écrouissage dû aux effets dynamiques. Une formulation de type Voce est généralement assez bien adaptée pour décrire le comportement de ce matériau sur une large plage de température et de vitesse de déformation. Le critère de plasticité choisi est le critère isotrope de von Mises. La forme de la loi d'écrouissage retenue pour cette étude est la suivante :

$$\bar{\sigma} = \sigma_0 + K_1 \sqrt{\left(1 - e^{-(K_2 + K_3 T) \bar{\epsilon}}\right) e^{\left(\frac{K_4}{T}\right) \dot{\bar{\epsilon}}}} e^{K_5 + K_6 T} \quad (3)$$

Dans l'équation (3), la grandeur $\dot{\bar{\epsilon}}$ représente la vitesse de déformation équivalente et les K_i sont des constantes du matériau. L'identification des constantes est toujours réalisée par analyse inverse à partir des mesures globales filtrées force/déplacement pour les essais dynamiques, sur un ensemble de données expérimentales comprenant quatre températures (20, 230, 290 et 350°C) et trois vitesses d'essai (10, 750 et 1000 mm/s). Le modèle numérique utilisé pour réaliser cette identification est basé sur une modélisation volumique de l'éprouvette de traction intégrant les phénomènes d'auto-échauffement consécutifs à l'apparition de déformations plastiques. Les résultats de l'identification sont donnés dans le tableau 5.

K_1 (MPa)	37.047
K_2	0.769
K_3 (K ⁻¹)	0.00148
K_4 (K)	777.13
K_5	1.07E-4
K_6 (K ⁻¹)	1.09E-4

Tableau 5 : Paramètres identifiés pour le comportement viscoplastique étudié

Pour ce travail, seules deux températures différentes (20°C et 290°C) et deux vitesses d'essai (10 mm/s et 750 mm/s) seront considérées. Le niveau moyen de la vitesse de déformation équivalente pour ces deux vitesses d'essai, pris au moment de l'apparition de la striction, est de 2.5 s⁻¹ à 10 mm/s et de 200 s⁻¹ à 750 mm/s. La comparaison des courbes force/déplacement expérimentales et simulées est présentée sur la Figure 5.

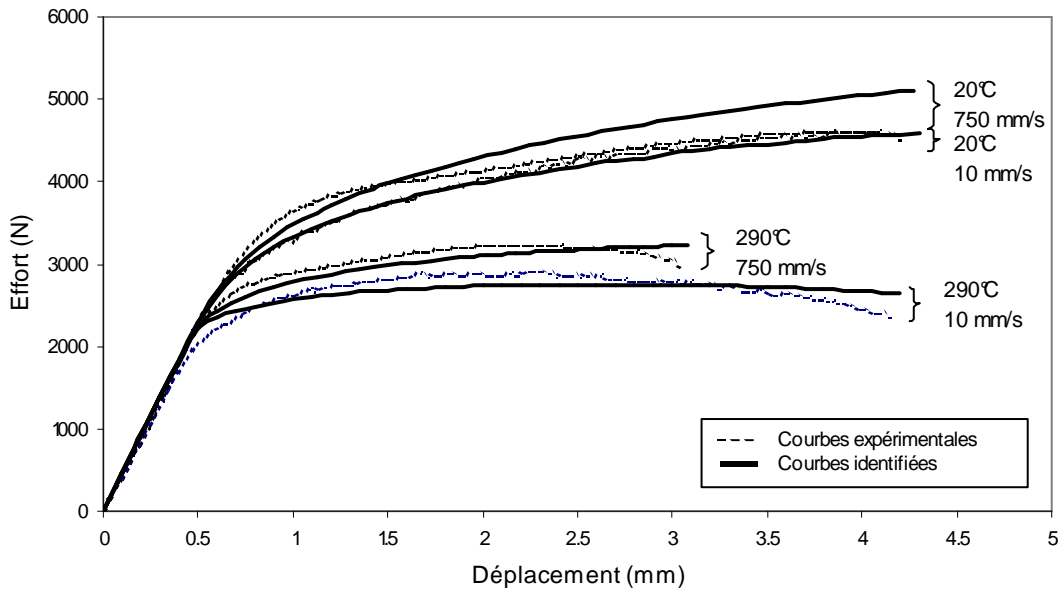


Figure 5 : Comparaison des courbes force/déplacement expérimentales et simulées

La Figure 5 montre une assez bonne corrélation entre les grandeurs mesurées et simulées, compte tenu de la large plage de température et de vitesse de déformation considérée. Néanmoins, la loi choisie a tendance à surestimer quelque peu l'effet de la vitesse de déformation à température ambiante, ce qui n'est pas complètement vérifié expérimentalement. Pour une température de 290°C, cet alliage présente une plus grande sensibilité vis-à-vis de la vitesse de déformation, ce qui est très bien vérifié par les mesures et par la formulation choisie. Les paramètres identifiés vont maintenant nous permettre de tracer des CLF incorporant les effets de la vitesse de déformation et de la température. Les résultats sont présentés dans la partie suivante.

5 – Résultats et discussion

La procédure développée précédemment est donc réutilisée pour caractériser la formabilité de l'alliage d'aluminium 5086 à 20°C et à 290°C et pour deux vitesses de déformation différentes (2.5 s^{-1} et 200 s^{-1}). Les courbes limites de formage obtenues sont présentées sur la Figure 6.

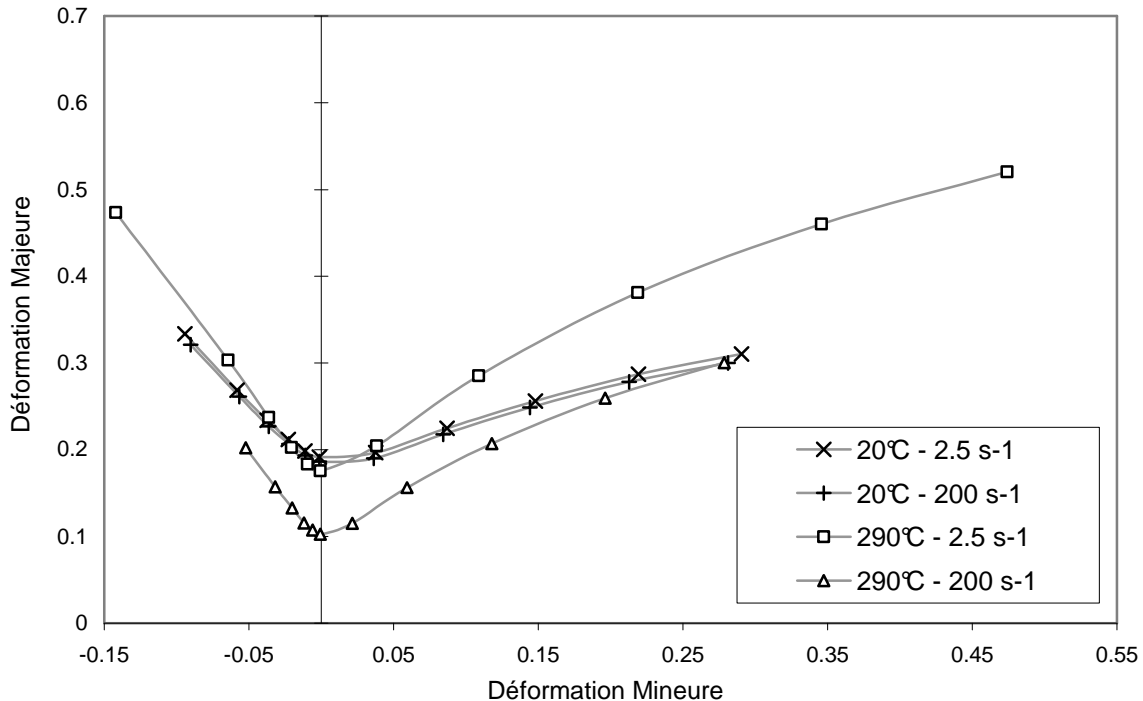


Figure 6 : CLF obtenues à 20°C et à 290°C pour des vitesses de déformation de 2.5 s^{-1} et 200 s^{-1}

Comme cela était prévisible, la formabilité du matériau est peu sensible aux effets de la vitesse de déformation à température ambiante car les deux CLF obtenues pour les deux vitesses de déformation étudiées sont presque confondues. Pour des conditions « quasi-statiques » (2.5 s^{-1}), l'augmentation de la température conduit globalement à une augmentation de la formabilité, sauf pour la zone dans laquelle la déformation mineure est proche de zéro. Lorsque la température est élevée (290°C), cet alliage d'aluminium possède une plus grande sensibilité à la vitesse de déformation qu'à température ambiante et on peut donc voir très nettement l'effet de cette vitesse sur la formabilité. En effet, le niveau de la CLF, tracée à 290°C et pour une vitesse de déformation moyenne de 200 s^{-1} , est nettement en dessous de celui de la CLF obtenue pour la même température mais pour une vitesse de déformation réduite (2.5 s^{-1}). Nous retrouvons alors l'effet déjà mis en évidence expérimentalement dans une précédente étude [12] sur un essai de traction simple. Pour des températures et des vitesses de déformations élevées, la formabilité résulte d'un équilibre entre un effet positif de la température et un effet négatif de la vitesse de déformation, sachant que la sensibilité des alliages d'aluminium à la vitesse de déformation est, de plus, directement liée au niveau de température. Ce couplage n'est donc pas facile à modéliser et le choix d'un comportement thermomécanique adapté, comme nous avons pu le voir précédemment, est primordial. Plusieurs formulations de lois sont actuellement comparées pour cet alliage et leur validation fera l'objet d'une prochaine campagne expérimentale sur un dispositif en cours de développement.

6 – Conclusion

Les difficultés liées au tracé expérimental des courbes limites de formage sous différentes conditions opératoires favorisent le développement de modèles prédictifs plus ou moins précis. La construction d'un modèle basé sur une formulation par éléments finis, permet de simuler une grande variété de comportements élasto-viscoplastiques. Néanmoins, nous avons pu voir que la détermination du comportement mécanique du matériau est un facteur clé pour le tracé de CLF précises. L'utilisation d'un point expérimental de la CLF, obtenu à partir d'un essai de traction simple, associé à un dispositif d'essai capable d'assurer une identification des paramètres rhéologiques pour de grandes déformations (essai de

traction biaxiale, ...), doit permettre de fiabiliser le modèle développé dans cette étude. Pour l'alliage d'aluminium étudié, les premières CLF obtenues ont montré une certaine sensibilité de sa formabilité vis-à-vis de la température et de la vitesse de déformation. Il reste bien sûr à valider expérimentalement ces résultats. Un dispositif d'essai de type Marciniak, capable de chauffer les éprouvettes et monté sur une presse dynamique, est actuellement en phase de développement. Ce dispositif devrait nous permettre de tracer des CLF sur une large plage de température et de vitesse de déformation.

Références

- [1] J.H. Percy, The effect of strain rate on the FLD for sheet metal, *Annals of the CIRP*, 29, pp. 151-152, 1980
- [2] T. Naka, G. Torikai, R. Hino et F. Yoshida, The effects of temperature and forming speed on the forming limit diagram for type 5083 aluminium-magnesium alloy sheet, *Journal of Materials Processing Technology*, 113, pp. 648-653, 2001
- [3] Z. Marciniak et K. Kuczynski, Limit strains in the processes stretch-forming sheet metal, *International Journal of Mechanical Sciences*, 9, pp. 609-620, 1967
- [4] C. Zhang, L. Leotoing, D. Guines et E. Ragneau, Theoretical and numerical study of strain rate influence on AA5083 formability, *Journal of materials processing technology*, 209, pp. 3849-3858, 2009
- [5] J.W. Hutchinson, K.W. Neale et A. Needleman, *Mechanics of sheet metal forming*, pp. 269-285, Plenum Press, New York/London, 1978
- [6] A. Barata da Rocha, F. Barlat et J.M. Jalinier, Prediction of the forming limit diagrams of anisotropic sheets in linear and non-linear loading, *Materials Science and Engineering*, 68, pp. 151-164, 1984-1985
- [7] A. Graf et W. Hosford, Calculations of forming limit diagrams, *Metallurgical Transactions A*, 21A, pp. 87-93, 1990
- [8] A. Petek, T. Pepelnjak et K. Kuzman, An improved method for determining forming limit diagram in the digital environment, *Journal of Mechanical Engineering*, 51, pp. 330-345, 2005
- [9] Q. Situ, M. Jain et M. Bruhis, A suitable criterion for precise determination of incipient necking in sheet materials, *Materials Science Forum*, 519-521, pp. 111-116, 2006
- [10] J.E. Bird et J.L. Duncan, Strain hardening at high strain in aluminium alloys and its effect on strain localization, *Metallurgical Transaction*, 12A, pp. 235-241, 1981
- [11] I. Zidane, D. Guines, L. Leotoing et E. Ragneau, Development of an in-plane biaxial test for forming limit curve (FLC) characterization of metallic sheets, *Measurement Science and Technology*, 21, pp. 1-11, 2010
- [12] C. Zhang, L. Leotoing, D. Guines et E. Ragneau, Experimental and numerical study on effect of forming rate on AA5086 sheet formability, *Materials Science and Engineering A*, 527, pp. 967-972, 2010